

⑫ 公開特許公報(A) 平4-68579

⑤ Int.Cl.⁵H 01 L 33/00
21/203
21/205
33/00

識別記号

C 8934-4M
M 7630-4M
D 7739-4M
8934-4M

庁内整理番号

⑬ 公開 平成4年(1992)3月4日

審査請求 未請求 請求項の数 5 (全12頁)

⑭ 発明の名称 化合物半導体発光素子

⑯ 特 願 平2-183664

⑰ 出 願 平2(1990)7月9日

⑱ 発 明 者 北 川 雅 彦 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シャープ株式会社
内⑲ 発 明 者 友 村 好 隆 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シャープ株式会社
内⑳ 発 明 者 中 西 健 司 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シャープ株式会社
内

㉑ 出 願 人 シャープ株式会社 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

㉒ 代 理 人 弁理士 野河 信太郎

明 細 書

1. 発明の名称

化合物半導体発光素子

2. 特許請求の範囲

1. 基板上に形成された複数のエピタキシャル成長層で構成される化合物半導体発光素子に於いて、基板が酸化亜鉛(ZnS)であり、該基板上に組成が変化する酸化・酸化する亜鉛($ZnS_{1-x}O_x$)層を介して形成された酸化亜鉛(ZnO)上に堆積された窒素化・インジウム・ガリウム($Ga_{1-y}In_yN$)層からなることを特徴とする化合物半導体発光素子。

2. 酸化・酸化する亜鉛($ZnS_{1-x}O_x$)の組成 x が0から1まで連続的に、あるいは段階的に変化することを特徴とする請求項1記載の化合物半導体発光素子。

3. 窒素化・インジウム・ガリウム($Ga_{1-y}In_yN$)層の組成 y が $0 \leq y \leq 0.8$ の範囲にあり、それによって化合物半導体の緑色光、青色光ならびに紫外光の発光ダイオードを構成する発光素子

部を有する請求項1記載の化合物半導体発光素子。

4. 窒化化合物半導体エピタキシャル層が分子線エピタキシャル(MBE)成長法における分子ビーム源として窒素ラジカルビーム源を付与した、超高真空成膜法により形成されることを特徴とする請求項1記載の化合物半導体発光素子。

5. 基板が ZnS 単結晶基板であることを特徴とする請求項1記載の化合物半導体発光素子。

3. 発明の詳細な説明

(イ) 産業上の利用分野

本発明は、II-VI族化合物半導体 ZnS (酸化亜鉛)基板上に形成された GaN (窒化ガリウム)化合物半導体発光素子、特に青色光～紫外光の高輝度化合物半導体発光素子に関する。

(ロ) 従来の技術

従来の窒素化合物半導体発光素子の構造を、第8図、第9図に示す。

第8図に於いて、200はサファイア($\alpha-Al_2O_3$)(0001)C面基板、201は不純物未添加 n 型 GaN エピタキシャル膜の導電発光層(S

層)、202はZnまたはMgを添加した高抵抗GaNエピタキシャル層である注入層(I層)、203ならびに204は金属Alからなるそれぞれ正ならびに負電極であり、全体としてM-I-S型青色発光ダイオードを構成している。この構造のGaN MISダイオードは、立ち上がり(電流1mA時)印加電圧は3.5~9Vの範囲であり、電流値10mAで発光輝度10mcd、発光ピーク波長490nm、最大輝度20mcd程度であることが知られている(T. Kawabata et al. J. Appl. Phys. 56(1984)2367)。

第9図には、pn型GaNダイオードの構造例を示す。同図に於いて、302は発光層であるn型GaNエピタキシャル膜、303は高抵抗(Mg添加)GaN膜、304は低速電子線を照射処理したp型GaN膜、305、306はそれぞれAlを用いた正電極ならびに負電極である。

このようにして構成されたpn接合型GaNダイオードは立ち上がり電圧5V以上、電流10mAで375nmに主発光ピーク、420nmに副次発光ピー

ク波長を有する青色発光を示すことが知られている(Japan. J. Appl. Phys. 28(1988)L2112)。

これら従来のGaN化合物半導体の素子を構成するに於いては、結晶基板300として α -Al₂O₃(サファイア)(0001)C面が用いられており、製膜法としては、主としてハライドCVD(化学気相堆積法)、あるいはMOCVD(有機金属化学気相堆積法)が用いられている。従来は、これらの方法で最良の結晶品質のエピタキシャル膜が形成されることが知られている。GaIn/ α -Al₂O₃(0001)系においては、格子不整合が約13.8%あり、例えば従来例の第9図にも見るように、発光層302および基板300間にAlN緩衝層301を導入し、GaIn/AlN(薄層)/ α -Al₂O₃(0001)系のような特殊構造を用いた格子不整合緩和構造が採用されている。

上記従来例を含む化合物半導体発光素子の発光効率0.03~0.05%、発光輝度は10~20mcdの値が知られている。

(ハ)発明が解決しようとする課題

従来の発光素子構造の構成において示したように、GaN発光素子形成上の第1の問題点は、GaNバルク基板結晶を容易に作成し得ないことにより生ずる代替基板の選択あるいは創出が困難であることであり、従来のGaN結晶の製造には主として α -Al₂O₃(サファイア)基板200、300の使用に限定した手法が最良であるとして取られて来ている。しかし、既に記述したように、最良の結晶品質の得られる α -Al₂O₃(0001)C面との組み合わせにおいても、約13.8%という格子定数の極めて大きい不一致が見られ、サファイア基板200、300上に直接的にエピタキシャル成長させるヘテロ接合構造では、原子配列の違いによる構造的欠陥の発生、あるいは残留する応力の作用が主原因となり、結晶の原子スケールでの徹底的な構造欠陥に著しく影響を受ける半導体的な電気的、光学的性質を制御するに十分な品質のエピタキシャル薄膜結晶を得ることができないばかりか、エピタキシャル膜の平坦性にかかわる形状、形態等の幾何学的な構造を向上させたり、

制御できないことは明らかである。

また、従来、格子定数が比較的近いとされている炭化硅素を基板として用いる場合には、(0001)C面上での成長において格子定数の不整合度は約3.5%であり、この違いは、まだ、かなり大きくエピタキシャル膜の結晶性を十分に改善出来ないだけでなく、炭化硅素そのものの物性に伴う加工が困難である等の課題が残されている。

また、これらの課題を解決しようとする試みであるGaIn/AlN/ α -Al₂O₃(0001)で代表される極薄バッファ層付改良型エピタキシャル膜形成法(S. Yoshida et al. Appl. Phys. Lett. 42(1983)427)においては、バッファ層301のAlNの格子定数(バルク値)のズレは約1.9%であり、GaNとの整合度よりも低(悪)いため、バッファ層として望まれる十分な層厚を適用することができず、いわゆるバッファ層としては作用せず単に組成的緩衝層としてGaN層302を形成するときのGaIn層302形成のための形成制御層301として作用している。

従ってAlNバッファ層301内には、GaNを直接形成する場合と同程度あるいはそれ以上の格子欠陥が存在し、さらに引き続き形成されるGaN層302の平坦化への寄与は大であるが、結晶性は極めて低い。

さらにAlN単結晶基板上にGaN層を形成した場合においても、格子不整合が従来用いられてきた α -Al₂O₃基板結晶よりは改善されるものの、尚2.5%の格子不整合が存在し、微視的構造欠陥の濃度は高く、半導体のキャリア濃度、伝導度、伝導型、移動度を中心とする電気的特性制御ならびに電流注入発光並びに紫外線励起発光を中心とする発光特性制御の上で必要な結晶の完全度を得ることは極めて困難である。

従来の発光素子構造に係わる第2の問題点として、例えばGaNにおける青色発光の波長制御性の低さがあり、例えば既に記述したように、Zn添加GaNエピタキシャル結晶中においては、青色発光は極めて限定されたZn添加濃度範囲にあることが知られており、従来のCVDを中心とす

る高温成長法を用いて素子形成時に蒸気圧の高いZnを再現性高く制御して添加することが困難であり、その結果、Zn濃度に敏感に依存して生じる結晶内の欠陥に起因する緑色、黄色、赤色発光等が混入し易く、純体として青色発光のスペクトル制御性が不良である点があげられる。

また、Mg添加の場合においては、発光のピーク波長としては約430nmであること(B. P. Maruska et al. Appl. Phys. Lett. 22(1973)303)が報告されており、上述した従来例でも記述したように紫色発光素子として通しているが、青色発光に対しては極めて効率が低いことは明らかである。総じて、従来素子の発光特性においては発光波長の制御性、選択性に欠けている。

第3の問題点として、従来例を示す第8、9図からも明白であるように、従来の基板結晶としての α -Al₂O₃は絶縁性基板であるために発光素子構造はプレーナ型として構成されるのが通例であり、第8図に示したフリップ・チップ型が用いられている。しかし、透明な α -Al₂O₃基板を光取

出窓として利用したフリップ・チップ構造の基本であるプレーナ型においてはエピタキシャル層内面方向の電気抵抗のために素子全体としての電力損失ならびに印加電圧の増大という因子を十分に除去することは出来ず、素子特性向上、特に低電圧駆動(5V以下動作)、高輝度、高効率安定発光素子を製作するうえでは、極めて大きな問題である。さらに素子構成上においては、従来、CVD法、MOCVD法あるいは化成分子線エピタキシャル成長法等が用いられているが、前記の第1、第2法では、成長温度が高く不純物(Zn, Mg)の添加時制御性が低く、また第3の方法においては窒素原料として用いられるアンモニア(NH₃)がイオン化されているため、膜表面に於ける照射欠陥が窒素化膜中に高濃度に発生、残存するという問題点もあった。

(二) 問題を解決するための手段

以上記述してきたような窒素化合物、特にGaN青色発光素子の従来の問題を解決するために、本発明は以下の手段を提供する。

まず第1に、基板上に形成された複数のエピタキシャル成長膜で構成されるGaN化合物半導体を含む窒素化合物化合物半導体発光素子に於いて、基板が硫化亜鉛(ZnS)であり、該基板上に組成が変化した層として形成される硫化・酸化亜鉛(ZnS_{1-x}O_x)を介して形成された酸化亜鉛(ZnO)上に堆積された窒素化・インジウム・ガリウム(Ga_{1-y}In_yN)から成るエピタキシャル層を発光素子部とすることを特徴とする化合物半導体発光素子を構成する。なおかつ、本願は、ZnS基板上に形成される硫化・酸化亜鉛層(ZnS_{1-x}O_x)の組成が混晶組成として連続的に変化した層として形成されたり、あるいは、混晶組成を段階的に変化した層として形成されたり、あるいは硫化・酸化亜鉛層がZnSならびにZnOあるいは固溶体の超格子層として形成されていることを特徴とする化合物半導体エピタキシャル層の構造形成手段を有し、また、さらにエピタキシャルZnO層上に形成される窒素化合物層がGaNあるいはGa_{1-y}In_yN (y ≤ 0.8)として構成されることを

手段とし、また、少なくともZnS単結晶基板を用い、窒素化合物形成が超高真空中での分子蒸成長(MBE)法で行われる際の分子ビーム源として窒素元素のラジカルビーム源を付与した超高真空成膜法で形成することを手段として提供する。

(ホ)作用

本発明により提供される上記の手段により、従来の発光素子構成上において解決されずに残されてきた以下の主要な課題を解決することが可能となる。

まず第1に本発明で提供する発光素子の構成における主要な組み合わせとなるGaN/ZnO構造により、従来のGaN/ α -Al₂O₃あるいはGaN/AlN/ α -Al₂O₃構造の素子に於ける格子不整合度は13.8%を大幅に低減することができる。さらに、従来の最良の構造であるAlN基板を用いた場合の不整合度である最低値2.5%から本願ではさらに低い値の1.8%まで低減させることが可能となる。なおかつ、GaN/ZnO構造のGaNにInが添加された組成においては、

いる(特にZnが好適であった)等にあった。特に本発明により提供される構造は、結晶性の大幅な良質化により結晶性の低さから生じていた不純物濃度分布の不均一を除去することが可能となった。格子整合組成となるInGaN系のエピタキシャル膜を発光層として構成した場合[第3、4図参照]には、発光ピーク波長を約406nmまで長波長化することが可能となり、青色光の発光輝度増大を目的とする波長制御性(選択性)が極めて高くなる。さらに、本発明の提供する超高真空中でのMBE成長により、結晶成長温度を大幅に低下させることができる(約400℃)ため、不純物添加条件に関しても、著しい効率向上が可能となった。

従来の第3の問題点であった、素子構造により起因する発光素子の電気的特性(駆動電圧低減、消費電力削減、発光輝度・効率)の向上は従来素子において不可欠であった。絶縁性サファイヤ基板が除去され、低抵抗ZnS基板が使用できることにより対向電極構造[第1～4図参照]の適用

即ちGaN/ZnO構造では完全に格子整合化することが可能となり、従来の問題点を完全に解決することができることとなった。このようにして形成されるGaNあるいはInGaN単結晶エピタキシャル膜は極めて高品質であり、例えば不純物未添加膜でも $10^9 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上の高抵抗エピタキシャル結晶を形成できる。あるいはバンドギャップ発光365nm(3.4eV)のみが主体のフォトルミネセンス(PL)発光スペクトルを示す等の各種特性を有する極めて高品質な薄膜形成の構造上の手法が提供され、本発明は窒素化合物半導体の半導体特性制御ならびに発光特性制御を可能にできる新規かつ基本的に有用な作用を有することが明らかとなった。

第2の問題点である従来の発光素子の発光スペクトルにおける発光波長の制御性の低さは、その原因が主として不純物添加濃度の不均一性を中心とする制御性の低さ、ならびにGaNの結晶性の低さに起因して不純物添加により生じる内因性欠陥の生成、ならびに添加可能不純物が限定されて

が可能となった。さらに、従来の超高真空中でのMBE成長において使用されていた、アンモニアをイオン化させることにより発生させていたNイオンビームがのかわりに本願ではNラジカルビームを用いて形成されることにより、基板面へのイオン照射によるダメージ生成が除去され、エピタキシャル膜中の結晶欠陥が大幅に減少され、高品質結晶が堆積されることとなった。

(ヘ)実施例

本発明の第1の実施例を第1図に示す。

第1図において、1のZnS(111)基板は元素輸送法で育成したバルク単結晶から切り出して作成した低抵抗($1 \sim 10 \Omega \cdot \text{cm}$)n型結晶ウェーハであり、厚さは300 μm である。

2はMBE成長法を用いて形成したZnS_{1-x}O_xエピタキシャル膜層(n型)であり、膜厚は約5 μm 、組成xは基板ZnS1からZnOエピタキシャル層3に向けてx=0から1まで連続的に変化されている。素子構造結晶の作製はMBEエピタキシャル成長により、後述する第7図の概

略系統図によって説明されている成長方法により行うのが好適であるが、ハライドCVD法、MO CVD法によっても実行可能である。

3はZnO層(n型)1 μ mであり、4はGaNエピタキシャル層(n型)膜厚は3 μ mであり、5はGaNエピタキシャル層(p型)、膜厚1 μ m、6はAl正電極、そして7はAl負電極である。

このようにして構成されたpn接合型発光素子は電極6、7間に電圧を印加されることにより発光ダイオードとして動作する。さらに詳しく説明すると、ZnS(111)基板1は、バルク単結晶から約500 μ m~700 μ m厚のウェーハとして切り出された後、Zn融液中で950℃、100hr加熱処理された後に(111)ウェーハの両面をラッピングならびにポリッシュすることにより鏡面研磨したのち5%Brとメタノールの混合液中で化学エッチングした上でエピタキシャル成長用基板として使用する。ZnS(111)基板ウェーハ表面は 1×10^{-10} Torrの超高真空チャンバー中で、500℃以上に加熱し、反射電子線

回折により完全なストリーク回折像が得られるよう表面処理を行うのが好ましく、その後基板温度350℃でZnS_{1-x}O_x:Clエピタキシャル層、2の成長を行う。ZnS_{1-x}O_x層2は、Zn分線強度 1×10^{-10} Torr、S分子線強度 5×10^{-10} Torr、O分子線強度 1×10^{-10} Torrの設定値から成長開始し、その後成長終了時点で、S分子線強度 1×10^{-10} Torr、O分子線強度 5×10^{-10} Torrとなるように設定し、傾斜組成は成長時間の90%において各々の分子ビーム強度が最大値の10%の値から最大値の間を、時間的に漸増あるいは漸減させてビーム強度を時間制御した。その際のO元素の圧力制御は第7図における2次圧力調整室123の圧力値(圧力ゲージ125により設定)と分子線計測ゲージ107により行われる。酸化物(1 μ m/hr)と硫化物(1.5 μ m/hr)の堆積速度は、いずれも 10^{-10} Torrでの値であり、各々独立に測定した上で、混合物を形成した。また特に、ZnS_{1-x}O_x層2の成長初期においては、O成分を短時間(数分間)過剰にすることにより、

成長層の結晶型を基板ZnSの立方晶から六方晶へ転換するのがよい。

ZnS_{1-x}O_xエピタキシャル膜は低抵抗化のために、ZnCl₂を原料としてClを分子線ビーム強度 5×10^{-10} Torrで添加しており、ZnS組成に関してはキャリア濃度 1×10^{17} cm⁻³、抵抗率0.5 $\Omega \cdot$ cm、ZnO組成に関してはキャリア濃度 3×10^{17} cm⁻³、抵抗率0.1 $\Omega \cdot$ cmである。このような方法で3時間成長させることにより、最終組成がZnOであるn型エピタキシャル緩衝層2を形成するのが好ましい。

3のZnO:Cl n型エピタキシャル成長層はGaN4の基板層として作用するものであり、2層の最終成長条件下で単結晶性を向上させるために1 μ m以上3 μ m程度の厚さになるように形成した。

$1 \sim 3 \times 10^{-10}$ Torrの真空度を有する超高真空中で不純物無添加のGaNを本発明の方法で形成すると高抵抗となるため、欠陥密度が大幅に減少していることは明らかである。従って発光層を形成するn型GaN:Oエピタキシャル層4は、

Ga分子ビーム強度 5×10^{-10} Torr、N分子ビーム強度ならびにO分子ビーム強度は前述したZnS_{1-x}O_x第2層形成時と同様の方法で、NとOを同時に供給する方法で設定した。

このようにして形成したGaN:Oエピタキシャル層4はキャリア濃度 5×10^{17} cm⁻³、抵抗率0.1 $\Omega \cdot$ cmであり、発光中心としては数量のZnを添加してある。p型GaN:Znエピタキシャル層5は、Ga分子線ビーム強度 5×10^{-10} Torr、N分子ビーム強度 5×10^{-10} Torr、不純物Zn分子ビーム強度 5×10^{-10} Torrとして形成し、キャリア濃度 1×10^{17} cm⁻³、抵抗率4 $\Omega \cdot$ cmである。このようにして形成されたp型GaN:Zn層5の移動度は、15cm²/V \cdot secとなり、従来のサファイヤ上に形成されたGaN:Znと比較してアクセプタ不純物Znの活性化率で1桁以上の向上かつ移動度は約2倍増大する。

このようにして製作されたGaN pn接合型発光ダイオードは、立ち上がり電圧3V、電圧3.5V印加時の電流10mAなる動作条件下において

発光ピーク波長480nm、発光輝度30scdを示した。

本発明により提供される新規な発光素子構造に基づいて製作されるGaN接合型発光素子は高い発光輝度と向上した素子特性を示し、実用上極めて有用である。

本発明の第2の実施例を第2図に示す。

第2図はGaN紫外光発光素子の構成法を説明するものであり、同図において、前実施例同様1はn型低抵抗ZnS(111)基板、10はZnS(111)とZnO(0001)から成る超格子緩衝層であり、ZnS(111)基板1上に形成されている。ZnS/ZnO超格子層10は、真空度 3×10^{-10} Torrの真空下において、Zn分子ビーム強度 5×10^{-7} Torr、S分子ビーム強度 2×10^{-8} Torr、O分子ラジカルビーム強度 4×10^{-8} Torr、Clをn型不純物として用いておりCl分子ビーム強度 5×10^{-10} Torr、基板温度260℃で形成されたZnS、ZnO各層の厚さ約50Åから成る全厚2μm、抵抗率 $0.2 \Omega \cdot \text{cm}$ 、

キシャル膜である。

ZnO膜11、GaN膜12、13いずれも反射電子線回折パターンによると単結晶であることが示される良質なエピタキシャル層であり、上記の電気伝導特性の高い制御性とよく対応している。

このようにして形成された、GaN p-n接合型発光素子は印加電圧5V、電流15mAにおいて、370nmに極めて強い紫外光発光のみを示し、その発光効率は0.5%（量子効率）である。

このようにし、本発明により構成される格子不整合が大幅に低減された新規な構成にて製作されるGaN発光素子は、電気特性、発光特性のいずれの点からも高効率紫外光発光素子として極めて有用である。

第3図に本発明の第3の実施例を示す。

第3図には、格子整合型発光層20を有するGaN/GaN接合型発光素子の製作実施例を示す。

同図において、1は既に記述した実施例と同様に低抵抗化したバルク単結晶から作成したZnS

キャリア濃度 $4 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ の低抵抗導電層である。11は超格子層10上に形成された導電性ZnO(0001)層、膜厚1μmであり、10層同様にn型不純物としてClが添加されており、超格子緩衝層同様にn型不純物としてClが添加されており、緩衝層10と10層と同様の形成条件で成膜された抵抗率 $0.1 \Omega \cdot \text{cm}$ 、キャリア濃度 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ の低抵抗膜である。12、13はそれぞれGaNエピタキシャル膜であり、GaN:O層12は真空度 1×10^{-10} Torrの超高真空中で、Ga分子ビーム強度 3×10^{-7} 、N分子ラジカルビーム強度 6×10^{-8} Torr、不純物O分子ラジカルビーム強度 3×10^{-8} Torr、なる条件下で形成された3μm厚、n型抵抗率 $0.1 \Omega \cdot \text{cm}$ 、キャリア濃度 $4 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ の低抵抗GaN:O(0001)発光層であり、GaN:Mg層13は発光層12とほぼ同様の真空条件、分子ビーム条件と、不純物としてのMg分子ビーム強度 3×10^{-10} Torrにて成膜した2μm厚、p型抵抗率 $10 \Omega \cdot \text{cm}$ 、キャリア濃度 $6 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ の低抵抗p型エピタ

(111)基板であり、特性も $10 \Omega \cdot \text{cm}$ 以下であることが望ましく、厚さは200μmを用いる。ZnS(111)1基板上に形成するZnS_{1-x}O_x低抵抗緩衝層2は、超高真空中(1×10^{-10} Torr)で250℃に加熱したZnS(111)基板1の表面に、Zn分子ビーム強度 5×10^{-7} Torr、S分子ビーム強度 2×10^{-8} Torrの分子線を照射し始めた後、O分子ラジカルビーム強度 2×10^{-8} TorrのO分子線を照射し、徐々にS分子線を(約 6×10^{-7} Torr/hrの変化速度で)減少させ、O分子線は逆に増加させることにより緩衝層2内の組成に傾斜を与える。上記第1、2の各実施例と同様に特に上層のZnO層3が六方晶型であることから、成長初期の数分間にS分子線を一時遮断し、ZnO組成を優勢にすることにより、固溶体ZnS_{1-x}O_x層2の初期層から六方晶に転換しておくのが好ましい。このようにして、形成されるZnS_{1-x}O_x層2は層内で組成がほぼ線型に変化する六方晶単結晶エピタキシャル膜にすることが可能となる。

ZnOエピタキシャル基板層3は、このようにして形成されたZnS_{1-x}O_x層2（界面付近ではZnO）上に、Zn分子ビーム強度 5×10^{-7} Torr、O分子ラジカルビーム強度 2×10^{-8} Torrの条件下で成長することが通じている。ZnS_{1-x}O_x層2、ZnO層3層ともにn型低抵抗とするために、両層2、3の成長中を通じてAl分子線を強度 8×10^{-10} Torrで照射することにより、両層2、3それぞれ低抵抗化させるのが好適であり、前実施例の平均的抵抗率はZnS_{1-x}O_x層2では $0.5 \Omega \cdot \text{cm}$ 、ZnO層3では $0.1 \Omega \cdot \text{cm}$ である。

通常1~5 μm の膜厚が適当であるZnO:Al層3を1時間成長させて得た1.5 μm 厚のZnO層3上に、Ga_{0.95}In_{0.05}Nなる組成を有し、かつZnO（格子定数 $a=3.249\text{\AA}$ 、 $c=5.21\text{\AA}$ ）（0001）層3の面上に格子整合したGaInN層20を基板温度350℃で形成する。層20は、Ga分子ビーム強度 8.3×10^{-7} Torr、In分子ビーム強度 1.7×10^{-7} Torr、N分子ラジカルビーム強度 1×10^{-8} Torrを同時に照射し、エ

ピタキシャル成長させて膜厚2 μm 程度を得るのが適当であり、このn型GaInN:O膜20の特性は抵抗率 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}$ 、キャリア濃度 $8 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ の好適値となる。

このようにして形成されたGaInN膜20は、結晶性が極めて高い単結晶であり、十分な低抵抗を示しながら、発光特性も良好でありバンド端発光（ピーク波長407nm）のみが強く観測される。

GaN:Zn層21は発光層20とほぼ同じ成長条件下、即ちGa分子ビーム強度 8×10^{-7} Torr、N分子ラジカルビーム強度 5×10^{-8} Torr、不純物Zn分子ビーム強度 1×10^{-8} Torr、基板温度350℃で2 μm の厚さに形成される。既に記述したとおり、この場合のGaInNとGaNの格子定数の不整合は約1.8%と小さく、従来の α -Al₂O₃とGaNの系に比較して飛躍的な結晶性の向上が見られ、表面平坦な単結晶膜となる。

GaN:Zn21層の電気的性質は抵抗率 $6 \Omega \cdot \text{cm}$ 、キャリア濃度 $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ であり、電流注入層として好適である。

このようにして構成されるGaN（3.4eV）/GaInN（3.05eV）系接合型発光素子は、本発明における構造GaN/GaInN/ZnO（3.4eV）/ZnS_{1-x}O_x/ZnS（111）を反映して、高品質単結晶GaInNが再結合発光におけるダブルヘテロ接合構造中の井戸層（活性層）として働くために、電流注入発光における発光効率は十分に高く、例えば印加電圧4Vで約20mAの電流を流し、ピーク発光405nmにおいて発光効率1%以上の高効率な発光を得ることは、極めて容易である。

本実施例から明らかであるように、本発明は新規性が高く、しかも著しく発光効率の高い紫色光発光ダイオード等の高効率発光素子の製造に極めて有用である。

第4図に本発明の第4の実施例を示す。

第4図は、完全格子整合型GaInN/GaInN接合型発光素子の製作実施例の概略図を示したものである。同図において31はGaInN:Zn層を除いた他の構造部における上記第3の実

施例との違いは基板32を構成するのがZnS（0001）n型低抵抗結晶ウェーハであり、その他は第3の実施例とほぼ同様に形成されている。

基板32は、沃素輸送法により育成されたバルク単結晶であるが、育成温度による結晶相の違いを利用して得ることのできる六方晶ZnS単結晶より作成されたものであり、バルク単結晶成長温度は1050℃以上であるのが好ましい。基板32上の各層2、3、30は第3の実施例と同様に形成されており、注入層であるp型GaInN層31は発光層であるn型GaInN層30と同組成である。両層30、31はGaInNホモエピタキシャル接合であり、高品質の接合が構成される。

本実施例の構成は、発光波長406nmの超高効率紫色光発光素子に通じている。

第5図に本発明の第5の実施例を示す。

第5図は、完全格子整合型のGaInN導電層40上に超格子型接合層41を介してGaN注入層42を構成した例である。同図において、基板32並びに基板32上に順次積層されたn型Zn

$S_{1-x}O_x$ 2 および n 型 ZnO 層 3 は GaInN 層 40 および GaN/GaInN 超格子層の有するバンド端エネルギーに対して透明であり、GaN/(GaInN/GaN SLS)/GaInN 型発光素子からの 390~410nm にわたる発光は、素子構成全体としては、基板 32 側を含めて全方向から取り出すことが可能である。

なお、6 は注入層 42 上に配設された Al 正電極、7 は ZnO 層 3 の露出面 3a 上に配設された Al 負電極である。

本発光素子構造は従来型のフリップ・チップ型の素子配置と低電圧動作型の発光特性を有する高輝度、高効率ダイオードとして適している。

第 6 図に本発明の第 6 の実施例を示す。

第 6 図は GaN/GaN 接合型発光素子を構成した例であり、ZnS(0001) 基板 32 上に、全面に、ZnS/ZnO の n 型超格子層 10、n 型 ZnO 層 2 が積層され、その ZnO 層の露出面 2a 上に Al 負電極 7 が配設され、それに、n 型 GaInN 層 50 を介して GaN:S 発光層 51

および GaN:Zn 注入層 52 からなる発光素子部が配設されている。6 は Al 正電極である。

この実施例のものは、GaInN 緩衝層 50 を介して超高輝度 GaN 青色発光素子の構成が可能であることを示している。本実施例の素子は印加電圧 4V にて 100mA 間での電流を安定に流すことができ、しかも、2 つの従来例に示した従来素子に比較して、発光層が微量 Zn の添加において制御性良く製作されるため発光ピーク波長 480nm とした場合でも発光輝度は 50acd を越える。

本実施例の素子構成は従来素子の特性と直接比較することができ、動作電圧の低電圧化、発光輝度の大幅な向上をはかることが可能となった。

本発明の各実施例の説明においては、エピタキシャル成長により形成される各層即ち、ZnS_{1-x}O_x、ZnO、GaN、InGaN 等の各層には、各々の層の電気伝導型を制御するための不純物元素が添加されているが、実施例で詳述した以外の不純物元素について全く同様に適用できることは明らかであり、例えば n 型 ZnS_{1-x}O_x 層を形成

する際には、添加不純物としてⅢ族元素の Al、Ga、In、Tl 等ならびにⅥ族元素の F、Cl、Br、I 等が適用される。n 型 ZnO 層においても同様である。また、GaN、InGaN については n 型不純物元素としてⅣ族元素の C、Si、Ge、Sn 等、Ⅵ族元素の O、S、Se、Te 等が適用可能であり、p 型不純物元素としては、Ⅱa 族、ならびにⅡb 族元素の Be、Zn、Cd、Hg、Mg、Mn 等が適用され得ることは明らかである。

電極形成用の金属元素としては Al に限って説明したがその他 In、Ga、Ni、Ti、Cu、Au、Ag、Cr、Si、Ge 等の単体あるいは混合金属膜のいずれもがオーミック用電極として適用可能であることは明らかである。

また、基板結晶としては、炭素輸送法等で育成した ZnS(α:六方晶)ならびに ZnS(β:立方晶)のいずれも適用可能であり、基板面方位も主として C 面(111)あるいは(0001)面を使用したか、言うまでもなく、他の方位を有

する基板面も同様に適用可能であることは明らかである。

本発明が、超高輝度青色発光素子の製作において、極めて有用であることは明らかである。

(ト) 発明の効果

既に多くの実施例で示したように、本発明によって提供される化合物半導体発光素子は、従来に無く高品質な GaN 単結晶の形成を可能とする構造を提供し、それにより電気的特性、ならびに光学的特性を含む半導体特性の精密な制御を可能にし、素子特性が大幅に向上した高輝度青色発光ダイオードの新規な構成法を提供するものである。本発明は同時に In を含有する GaN 系半導体発光素子の構造を提供し、超高輝度青色～紫外発光素子の製造を可能にしたものである。

本発明の化合物半導体発光素子は、高輝度青色発光ダイオード、紫色発光ダイオードならびに紫外発光ダイオードの製作を可能とするものであり、オプトエレクトロニクスに関連する情報処理装置、発光素子、ディスプレイ装置、プリンター、

スキャナー、リーダー等の各種機器ならびに三原色のフルカラー表示素子、フルカラーディスプレイならびに白色発光素子、表示装置の製造上極めて有用であることは明白である。

4. 図面の簡単な説明

第1図～第6図はこの発明の第1～第6の実施例を示す構成説明図、第7図は本発明の化合物半導体発光素子形成方法を説明するための概略図、第8図、第9図は従来の例を示す構成説明図である。

- 1……ZnS(111)低抵抗n型基板、
- 2……ZnS_{1-x}O_x組成傾斜緩衝層、
- 3……ZnOエピタキシャル層、
- 4……Ga_{1-x}N_x(S)n型エピタキシャル発光層、
- 5……Ga_{1-x}N_xZnp型エピタキシャル発光層、
- 6……Al正電極、7……Al負電極、
- 10……ZnS/ZnO超格子緩衝層、
- 11……ZnOエピタキシャル層、
- 12……Ga_{1-x}N_xO_n型エピタキシャル層、

- 105……基板加熱用ホルダー、
- 106……基板用シャッター、
- 107……分子線束計測ゲージ、
- 108……光線照射窓、
- 109……照射用光源、
- 110……アルミニウム(Al)ルツボ、
- 111……ガリウム(Ga)ルツボ、
- 112……インジウム(In)ルツボ、
- 113……亜鉛(Zn)ルツボ、
- 114……硫黄(S)ルツボ、
- 115……酸素(O)窒素(N)ラジカルビーム源、
- 116……高周波電源、
- 117……超高純度酸素(O₂)ボンベ、
- 118……超高純度窒素(N₂)ボンベ、
- 119……空圧高速ストップバルブ、
- 120……第1段質量流量制御計測器、
- 121……1次圧調整タンク、
- 122……第2段質量流量制御計測器、
- 123……2次圧ガス供給タンク、
- 124……超高真空ガス導入ガスライン、

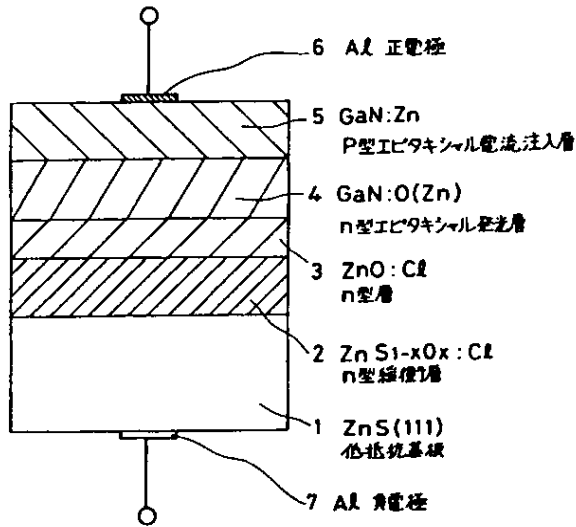
- 13……Ga_{1-x}N_xMgp型エピタキシャル層、
- 20……Ga_{1-x-y-z}In_yN_zO_n型エピタキシャル層、
- 21……Ga_{1-x}N_xZnp型エピタキシャル層、
- 30……GaInN:O_n型層、
- 31……GaInN:Mgp型層、
- 32……ZnS(0001)低抵抗n型基板、
- 40……GaInN:n型層、
- 41……Ga_{1-x}N_x/GaInN:O_n型超格子緩衝層、
- 42……Ga_{1-x}N_x:O_n型層、
- 43……Ga_{1-x}N_x:Znp型層、
- 50……GaInN:Sn型層、
- 51……Ga_{1-x}N_x:Sn型層、
- 52……Ga_{1-x}N_x:Znp型層、
- 100……分子線エピタキシャル成長(MBE)チャンバー、
- 101……主排気ターボ分子ポンプ(2500ℓ/min)、
- 102……空圧作動ゲートバルブ、
- 103……副排気ターボ分子ポンプ(1000ℓ/sec)、
- 104……ZnS基板、

- 125……ベント/ランガス排気ライン。

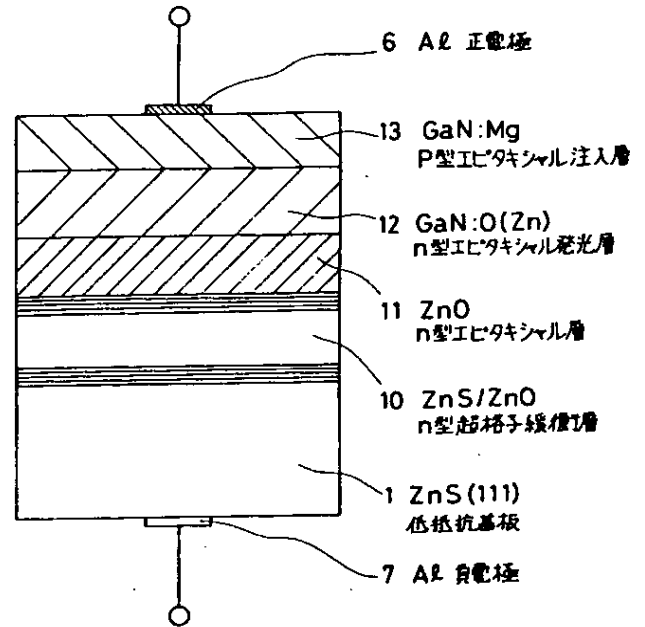
代理人 弁理士 野 河 信太郎



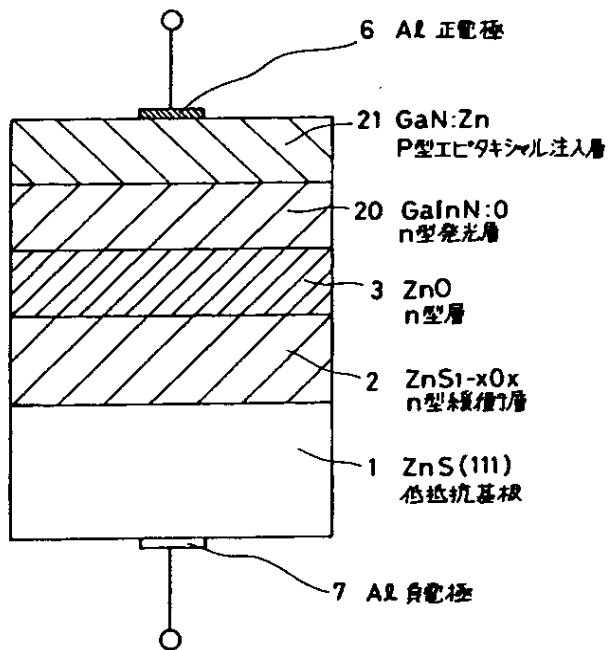
第 1 図



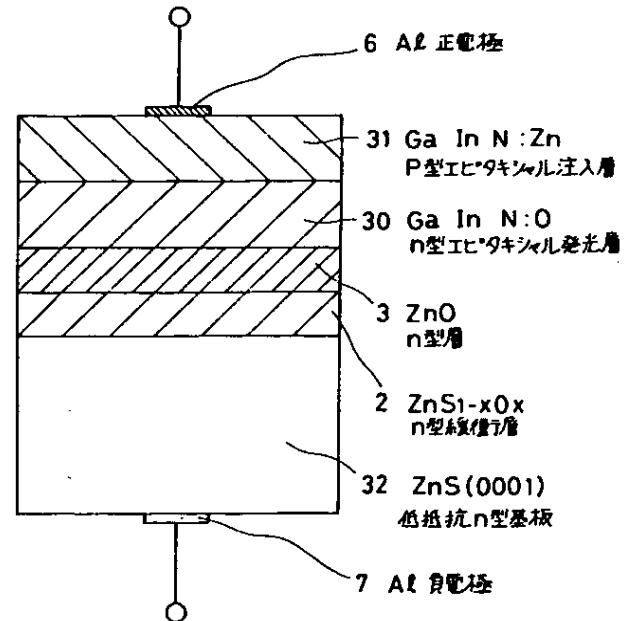
第 2 図



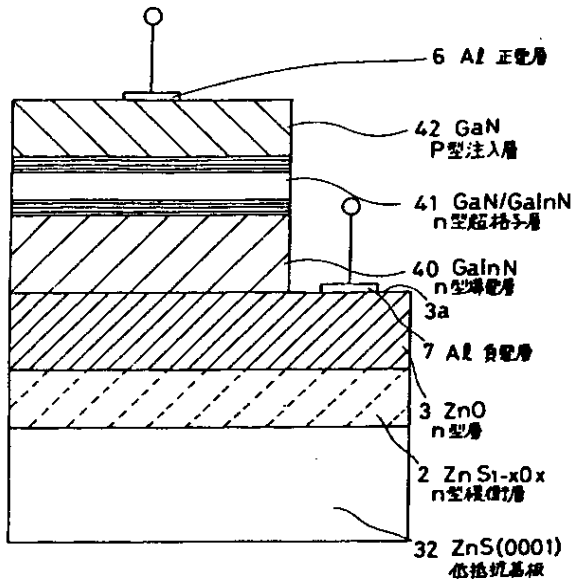
第 3 図



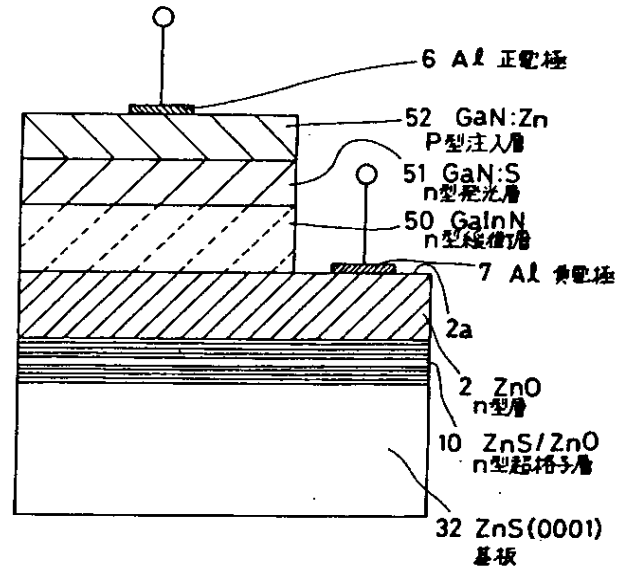
第 4 図



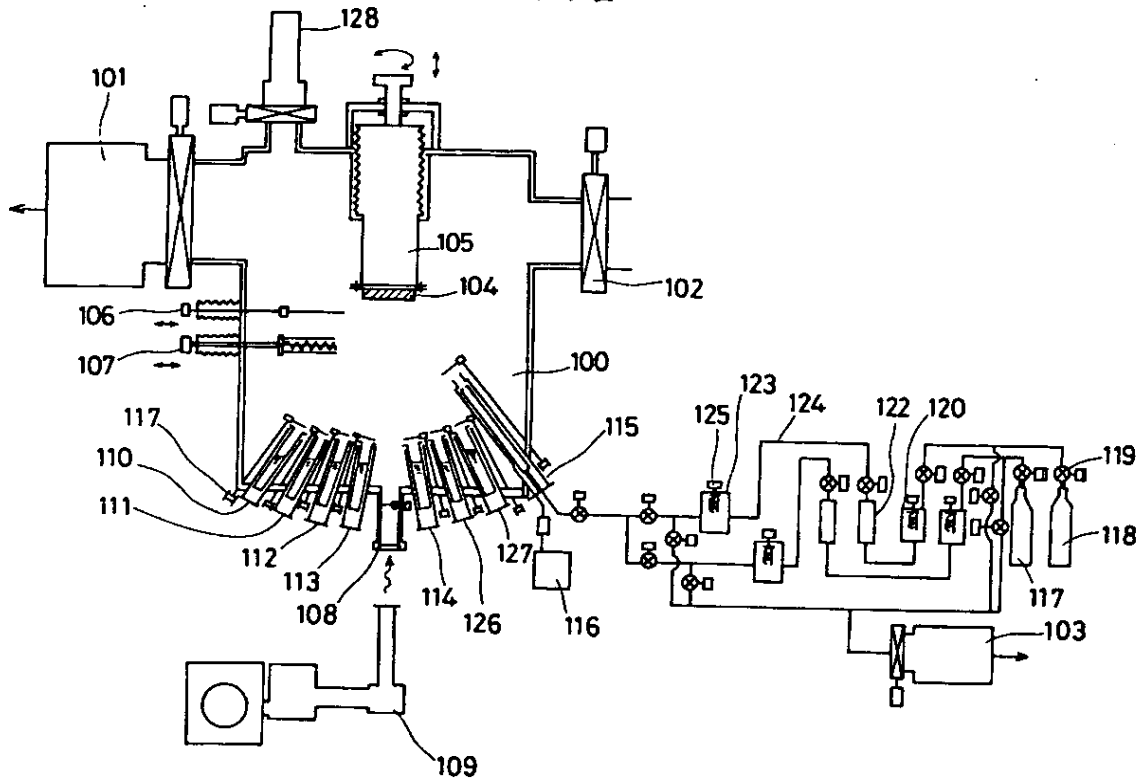
第 5 図



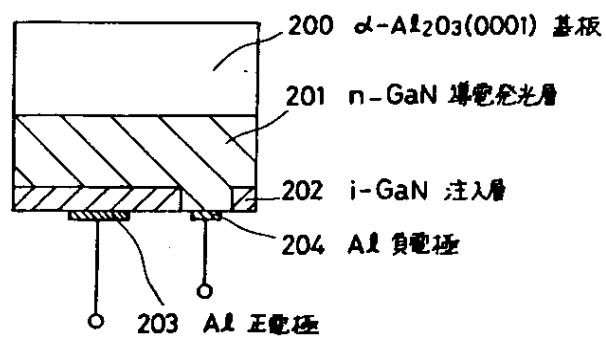
第 6 図



第 7 図



第 8 図



第 9 図

